

$\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y < 3.0$) 中的自旋 相关电致电阻效应*

杨昌平[†] 陈顺生 戴 琪 郭定和 王 浩

(湖北大学物理学与电子技术学院, 铁电压电材料与器件湖北省重点实验室, 武汉 430062)

(2006 年 11 月 14 日收到 2007 年 1 月 17 日收到修改稿)

用固相反应法制备系列 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y = 3.00-2.80$) 多晶样品. 样品输运性质表现出自旋相关电致电阻特征. 对氧含量等于化学计量样品, 在测量温度范围内电阻不随负载电流变化, $I-V$ 曲线符合线性欧姆定律. 对氧含量低于化学计量样品, 当高于某一特征温度时, 电阻变化符合线性欧姆定律, 但低于这一特征温度时, 电阻大小与负载电流有关, $I-V$ 曲线偏离线性规律. 在绝缘体-导体相转变点附近, 样品电阻随负载电流增大而迅速减小, 表现出巨大电致电阻效应. 对于 $y = 2.85$ 样品, 当电流从 $1 \mu\text{A}$ 增加到 $30 \mu\text{A}$ 时, 电致电阻接近 80%. 这种自旋相关的电致电阻行为与氧含量和界面有很大关系.

关键词: 钙钛矿结构锰氧化物, 电致电阻效应, 自旋相关界面输运, 氧缺陷

PACC: 7215G, 7340, 7390, 7225

1. 引 言

钙钛矿结构掺杂稀土锰氧化物 $R_{1-x}M_x\text{MnO}_3$ (R 代表稀土元素, M 代表碱土元素) 由于具备载流子自旋高度极化和大的磁致电阻效应而成为自旋电子学中一类非常重要的信息材料, 是近年来凝聚态物理中继高温超导铜氧化物后又一被着重研究的电子强关联氧化物^[1,2]. 自 20 世纪 90 年代早中期在薄膜样品中发现庞磁电阻 (colossal magnetoresistance, 简记为 CMR) 效应以来, 掺杂稀土锰氧化物得到了广泛的研究. 但过去主要集中在 CMR 效应研究上, 包括研究磁场、电流、电场、等静压、应力、光辐照、氧缺陷、离子替代、同位素、界面、孪晶界、人为异质结构 (artificial heterostructure) 低维化、纳米复合等等各种因素对 CMR 效应的影响^[3-8]. 与 CMR 效应的大量研究相比, 人们对掺杂稀土锰氧化物庞电致电阻 (colossal electroresistance, 简记为 CER) 效应的研究相对较少. CER 效应指材料电阻随负载电流或电压发生巨大变化, 甚至跳变的行为. $R_{1-x}M_x\text{MnO}_3$ 本质上是一强关联电子体系. 晶格、电子自旋、轨道、电荷

等自由度之间存在耦合作用, 这些耦合作用之间的相互竞争导致锰氧化物出现复杂的磁、电热力学平衡相图和各种电子有序态, 如自旋有序、电荷有序、轨道有序等^[9]. $R_{1-x}M_x\text{MnO}_3$ 的另外一个特点是主导其磁、电性质的三个主要相互作用 (双交换作用、Jahn-Teller (JT) 电子-声子相互作用和自旋之间的反铁磁耦合超交换作用 (即 RKKY 相互作用)) 所决定的电子基态不同, 且三者之间的能量间隔很窄, 通过竞争达到的平衡是非稳定平衡, 所以 $R_{1-x}M_x\text{MnO}_3$ 化合物对外界扰动非常敏感. 温度、磁场、电流 (电场) 等静压、应力、光辐照等都会推动电子态的移动, 导致其物理性质发生显著变化. 除强度量外, 材料的显微结构, 如相界、晶界和薄膜样品所包含的异质结构等界面因素因所处的能量状态与晶内不同, 对电子的输运性质也会产生很大影响. 由于上述原因致使掺杂稀土锰氧化物的 CER 效应变得非常复杂.

人们对掺杂稀土锰氧化物电致电阻 (electroresistance, 简记为 ER) 效应的研究兴趣与发现外加电场可以融化 $R_{1-x}M_x\text{MnO}_3$ 电荷有序态有关. 1997 年, Asamitsu 等^[10] 在 $\text{Pr}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ 单晶块状样

* 湖北省杰出青年人才基金 (批准号 2006ABB032) 资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: ycpyang@hubu.edu.cn

品中发现,除磁场外,很高的外加电场也能融化其电荷有序态,导致 $\text{Pr}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ 从绝缘态到金属态的转变.这种电流或电压诱导 $R_{1-x}\text{M}_x\text{MnO}_3$ 电阻态发生巨大跳变的开关效应因潜在的应用前景引起了人们的极大兴趣.由于 CER 往往出现在从电荷有序绝缘态到电荷无序金属导体的相转变过程中,且融化块材样品的电荷有序态需要非常高的电压,相比之下在薄膜样品中容易获得很高的电流密度,所以过去主要集中在对 $R_{0.5}M_{0.5}\text{MnO}_3$ 等包含电荷有序态薄膜样品的研究上.在 $R_{0.5}\text{Ca}_{0.5}\text{MnO}_3$ ($R = \text{Nd}, \text{Gd}, \text{Y}$)、 $\text{Nd}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$ 多晶膜^[11]、包含异质结构的三层膜^[12]、多层膜^[13]以及 LaCaMnO 单晶^[14]、掺 Pr ^[15]和 Bi ^[16]的 LaCaMnO 多晶中都观察到 ER 行为.2005 年,香港大学 Gao 研究小组^[17,18]在 $\text{La}_{0.7}\text{Ca}_{0.2}\text{MnO}_3$ 薄膜中发现,当负载电流超过某一临界电流密度值时会在薄膜中诱导产生新的亚稳态.室温下在新产生的亚稳态上,非常小的电流变化可以获得超过 700% 的 CER,并且在低磁场下非常小的电流变化也可以导致其低场磁电阻发生显著变化^[18].这表明作为 CMR 的替代,CER 材料比 CMR 材料在信息存储方面具有更为优越的发展前景.

CMR 锰氧化物负载电流时,除因电流产生热量的焦耳效应外还包括两个效应:一是电流作用,包括自旋极化的载流子自旋对样品磁矩引起的转动和负载电流在样品中产生的局域磁场.另一方面是加载在样品上的电场可以与电子轨道直接产生相互作用或者通过与晶格相互作用改变样品的 JT 状态.CER 与 CMR 相比有相似的地方,但在很多方面表现不同,主要反映在薄膜样品中 CER 通常表现出类玻璃态(glassy)行为,如 $I-V$ 曲线非线性、非对称性、 $I-V$ 曲线的回滞性、开关效应、记忆效应以及电阻弛豫行为等.目前对稀土锰氧化物 CER 机制提出的模型主要有五种.(1)电荷有序绝缘态融化机制.处于电荷/轨道有序的样品在非常大的电压负载下,由低能态的有序绝缘相转变成电荷/轨道无序导电相^[10].(2)局域电流磁场机制.样品负载强电流时,在样品中产生一个比较大的局域磁场,通过电流磁场改变样品的磁状态,从而改变其电阻状态^[14].(3)自旋注入机制.当注入样品的电流是自旋高度极化的强电流时,样品磁矩在载流子自旋的作用下产生转动,从而改变样品的电阻状态^[12].(4)电场晶格耦合机制.负载电场通过与晶格耦合而改变样品的 JT 状态,通过改变 JT 作用间接改变样品的电阻状态^[15].(5)相

分离渗流机制.样品同时包含电荷有序绝缘相和铁磁金属相,负载电流/电压通过改变两相的比例、形态、大小、渗流通路等显微结构形态而改变样品的电阻状态^[19,20].另外还有其他一些机制,如 Rao 等^[11]提出的解除钉扎(depinning)机制等.但以上的模型和机制都只能部分地说明 CER 效应,目前对 CER 起源的认识尚存在分歧.本文中,我们报道在低电场和低电流密度条件下,氧含量低于化学计量的 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ 多晶系列样品中存在的 CER 现象.

2. 实验方法

$\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y = 3.00, 2.95, 2.90, 2.85, 2.80$)多晶系列样品用传统陶瓷制备方法获得.混料之前,高纯 Nd_2O_3 在 1000 °C 预烧 2 h 以除去其中的 CO_2 和水分,然后将高纯 Nd_2O_3 、 Mn_2O_3 、 SrCO_3 按所需化学比例配料,经混合、研磨、压片成型后在 1100 °C 煅烧 2 h.取出后再次经研磨、压片成型后,在 1500 °C 高温经固相反应烧结生成具有钙钛矿结构的 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ 多晶样品.为最后得到接近化学计量的 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_3$ 样品,用铂金作衬底将经 1500 °C 烧结而成的粉料在空气中、900 °C 条件下煅烧 100 h 并以 100 °C/h 的速度冷却到室温.为进一步获得低氧含量样品,将一定量金属钽与上述多晶样品一起放在真空硅试管中,然后加热至 900 °C,保温 24 h 后冷却至室温.该过程中,钽作为吸氧材料使用.为减小氧含量的相对误差,与钽共热多晶质量不超过 3 g.用化学滴定法测定 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y < 3.0$)中的氧含量.样品制备细节详见文献[21].X 射线分析采用 DRON-3 型衍射仪(Cr- $K\alpha$ 辐射),用标准四引线法测量样品电阻.

3. 结果及讨论

在外加磁场下,掺杂稀土锰氧化物电阻在铁磁居里点 T_c 或金属-绝缘体相转变温度 T_m 附近随磁场增大而迅速减小,发生 CMR 效应.钙钛矿结构锰氧化物的磁电阻分为两部分,一部分是反映化合物体效应的内禀磁电阻,另一部分是材料与材料晶粒大小、形态,特别是与界面(晶界和相界)有关的外禀磁电阻^[1].这种与界面等显微结构有关的外禀磁电阻往往在低磁场条件下随外加磁场的增大而迅速增加,外加磁场与其矫顽力相等时,外禀磁电阻趋于饱和.

所以在多晶稀土锰氧化物中,其低场磁电阻效应主要由外禀磁电阻决定,与块材样品中的界面、薄膜样品中的异质结构等因素强相关.我们的实验发现,这种界面效应除引起低场 CMR 效应外,对锰氧化物的 ER 效应也起到关键作用.这里定义 $CER = [(R - R_0) / R_0] \times 100\%$, 其中 R 为样品在某一负载电流下的电阻, R_0 为负载电流最低时的电阻.

图 1 是 $y = 3.00$ 和 $y = 2.85$ 样品在不同测量电流下,电阻率随温度的变化曲线.在每次测量过程中,样品的负载电流保持不变.实验表明,在升温过程中的电阻变化曲线与降温过程重合.对氧含量等于化学计量的样品($y = 3.00$,见图 1(a)),在整个测量温度范围内,不同负载电流下的电阻曲线重合,表明样品电阻与负载电流无关.但对于氧含量低于化学计量($y = 2.85$)的样品,则出现两个特征温度:与磁有序结构转变相关的温度 T_b (约为 150 K)和金属-绝缘体相变温度 T_{mi} (约为 100 K).在 $T \geq T_b$ 区间,不同负载电流的 $R(T)$ 曲线趋于重合,电阻表现出与 $y = 3.00$ 样品相似特征.但当 $T \leq T_b$ 时,不同负载电流下的 $R(T)$ 曲线在 T_b 出现分岔,电阻随负载电流增加而迅速减小,且在 T_{mi} 处减小最为显著.当电流增大到一定值时,电阻不再随负载电流变化(图 1(b)).

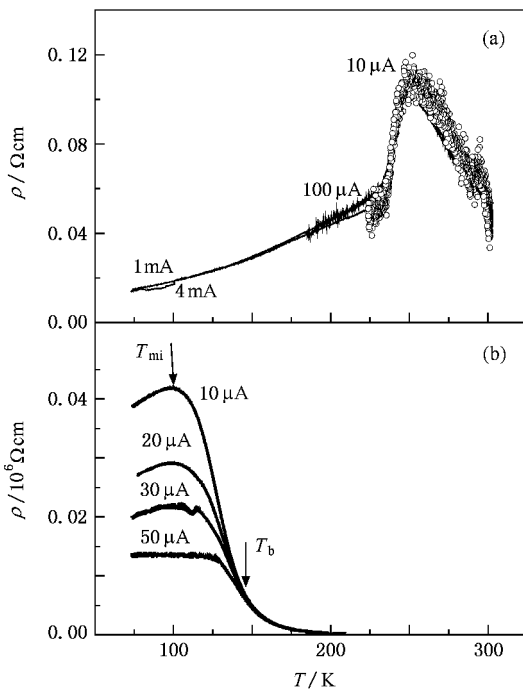


图 1 不同负载电流下 $Nd_{0.67}Sr_{0.33}MnO_y$ 的电阻率 ρ 随温度 T 的变化 (a) $y = 3.00$ (b) $y = 2.85$

为了更清楚地反映电阻因负载电流变化的 ER 效应,我们测量了恒定温度下样品负载电压随负载电流变化的 $I-V$ 特性曲线.对 $y = 3.00$ 样品(图 2),在高温 $T = 278$ K 和低温 $T = 74$ K 时, $I-V$ 曲线均呈直线,表现出线性欧姆特征;但对 $y = 2.85$ 样品而言(见图 3)在高温 $T = 300$ K, $I-V$ 满足欧姆定律,但当温度低于 $T_b = 150$ K 时(例如 $T = 74$ K), $I-V$ 偏离线性规律,电压变化随电流增加趋于平缓,出现 ER 效应.

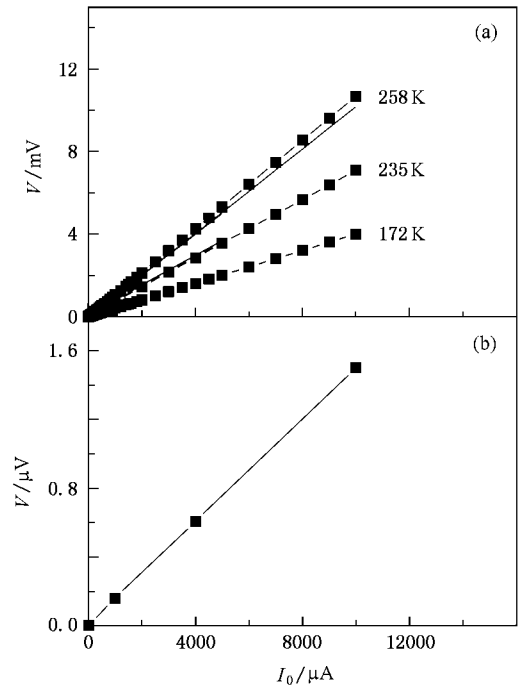


图 2 氧含量等于化学计量的样品 $Nd_{0.67}Sr_{0.33}MnO_y$ ($y = 3.00$) 在不同温度下负载电流 I_0 与电压 V 的关系 (a) 高温下 ($T \geq 172$ K) (b) 低温下 ($T = 74$ K)

从以上实验可以看出,在 $Nd_{0.67}Sr_{0.33}MnO_y$ 多晶块材样品中出现 ER 效应需满足两个条件 (1) 氧含量低于化学计量 $y = 3.00$, 即样品中包含有氧缺陷; (2) 温度需低于某一特定温度.这是因为对氧含量低于化学计量的样品而言,氧空位主要在晶粒间的界面上出现,导致界面处 Mn^{4+} 浓度减少,从而降低了 $Mn^{3+} - Mn^{4+}$ 之间的双交换作用,减小了电子在 Mn 离子之间通过“跳跃”迁移所需的动能.这时,晶界为绝缘层,电子输运为“隧穿”方式.样品的电导或电阻出现非线性特征.同时电子穿越界面的隧穿机制与界面处及晶粒内的磁序结构相关,晶界由于晶格和自旋处于无序排列而具有比晶粒内部更高的化学势,成为界面绝缘层的阻挡势垒^[22].对 $y = 2.85$ 的样品

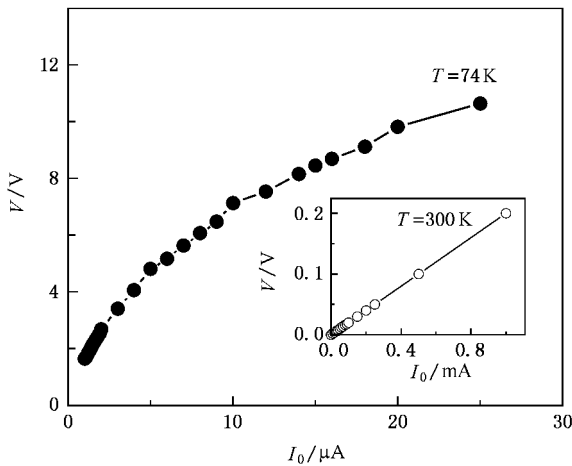


图3 氧含量等于化学计量的样品 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y = 2.85$) 在 $T = 74$ K 时负载电流 I_0 与电压 V 的关系 内插图为 $T = 300$ K 时的电流与电压关系

而言,当 $T > T_b$ 时,界面和晶粒均处于高温顺磁无序状态,晶界处不出现阻挡势垒,所以 $I-V$ 曲线表现为欧姆线性特征.但当 $T < T_b$ 时,由于界面处出现磁有序的温度要比晶粒内部低^[23],所以当晶粒内部出现磁有序时,界面仍处在磁无序状态,导致界面处的能量比晶粒内要高,形成阻挡势垒, $I-V$ 曲线表现为非线性特征.当增加负载电流时,外加电场削弱阻挡势垒,从而增加电子的隧穿概率和导电性,产生如上所述的 ER 效应.类似 ER 行为在掺 Mg 的 $\text{LaMn}_{1-x}\text{Mg}_x\text{O}_3$ 块材多晶系列中曾有过报道^[24,25].对氧含量等于或高于化学计量样品而言,由于界面

Mn^{4+} 浓度高,界面为导体层,电子不以隧穿方式通过界面,所以 $I-V$ 曲线仍保持线性欧姆特征.

与其他材料的 ER 效应相比, $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y < 3.00$) 多晶中出现的 ER 效应或类变阻器(varistor-like)行为有两个主要特征.一是 ER 效应与电子在界面处的自旋相关输运有关.这与非磁性氧化物(如 ZnO)中出现的 ER 效应有本质差别.在 ZnO 中,阻挡势垒是由电偶极子形成内部电场的肖特基势,所以 $I-V$ 曲线的非线性与温度无关^[26].而在 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y < 3.00$) 多晶中,阻挡势垒是由晶粒内部和晶界处的磁序差别产生,与磁有序温度及相邻晶粒之间的磁矩夹角有关,电子在界面处的输运为自旋极化隧穿机制,所产生的 ER 为自旋相关的 ER 效应.二是在 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y < 3.00$) 多晶中,很小的电流变化即可产生显著的电阻变化.例如对 $y = 2.85$ 样品,电流从 $1 \mu\text{A}$ 增加到 $5 \mu\text{A}$ 时,ER 为 40%,当电流增加到 $30 \mu\text{A}$ 时,ER 达近 80%.这一点与在 $\text{Pr}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ 等电荷/轨道有序 Mn 氧化物中发现的 ER 效应有本质差别.在 $\text{Pr}_{0.7}\text{Ca}_{0.3}\text{MnO}_3$ 中,要产生 ER 效应需外加超过 1000 V 的高电压以融化电荷有序态,促成从绝缘态到金属态的转变^[10];对由电荷/轨道有序构成的薄膜样品而言,要发生 ER 效应则要求在薄膜样品中注入很高的电流密度^[11].在 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y < 3.0$) 多晶样品中,ER 效应是因电子在界面处的自旋极化隧穿引起,所以所需负载电压、电流较小.

表1 样品 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y = 3.00, 2.95, 2.90, 2.85, 2.80$) 的晶格常数和晶胞体积

氧含量	a/nm	b/nm	c/nm	V/nm^3
$y = 3.00$	5.4475(25)	5.4635(25)	7.6973(37)	229.09534
$y = 2.95$	5.4644(23)	5.4487(26)	7.7082(37)	229.51037
$y = 2.90$	5.4641(27)	5.4514(32)	7.7301(43)	230.26161
$y = 2.85$	5.4736(36)	5.4654(40)	7.7484(47)	231.80409
$y = 2.80$	5.4823(113)	5.4824(00)	7.7511(164)	232.97084

注:括号内为误差.

从以上实验分析可以看出,氧含量和界面结构对 ER 效应有重要影响.为研究氧含量对样品结构和性质的影响,我们对 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ 作了 X 射线分析.表 1 列出了 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y \leq 3.00$) 系列样品晶格常数和晶胞体积随氧含量的变化.X 射线分析表明,室温下所有样品均为正交畸变钙钛矿结构,

空间群为 $Pbnm$.从表 1 可看出,在掺杂浓度一定时,氧含量的高低将会直接影响样品 $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ 的晶格常数和晶胞体积.对 $y = 3.00$ 的样品,晶胞体积最小,随氧含量的减少,晶胞体积逐渐增大.这可能是由于氧含量的减少导致 Mn^{4+} 减少, Mn^{3+} 相应增加,而 Mn^{3+} 有比 Mn^{4+} 更大的离子半径的缘故.

并且,由于氧空位的存在导致邻近 Mn^{3+} 间和 A 位离子(或掺杂离子)间的相互排斥力增强^[27], $Mn^{3+}-Mn^{4+}$ 之间的双交换作用减弱或消失,晶界的导电性减小,电阻增大,绝缘性增强,从而材料的 ER 效应更明显,这已被实验所证实^[20,28].

为进一步研究界面对 ER 效应的影响,我们用透射电子显微镜对 $y = 2.85$ 的样品进行了分析.图 4 是用透射电子显微镜观察到的样品高分辨原子像.从图 4 可以看到,晶粒 1 和晶粒 2 内晶格无缺陷且有序致密排列,但晶粒的取向不同.在晶粒 1 与晶粒 2 之间存在一层宽度在 4—6 nm 的界面层 A ,这与在 $LaSrMnO$ 薄膜样品中用透射电子显微镜观察到的晶界尺寸在量级上一致^[22].我们试图用电子能量损失谱方法测定晶界处与晶粒内的氧含量差,由于界面尺寸太小未能实现.从图 4 还可以看到,在晶界

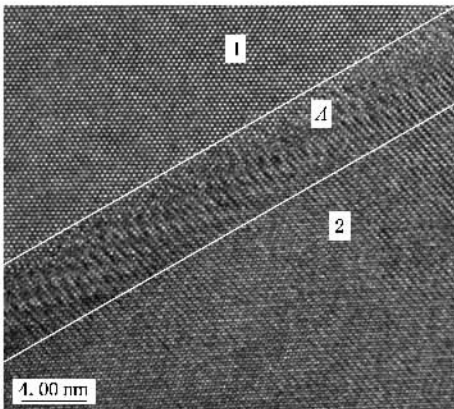


图 4 $Nd_{0.67}Sr_{0.33}MnO_y$ ($y = 2.85$) 样品的透射电子显微镜高分辨像区域 A 为晶粒 1 与晶粒 2 之间的晶界

处原子(原子团)密疏不均、杂乱无序排列.除这种晶格无序外,对 $Nd_{0.67}Sr_{0.33}MnO_y$ 而言,界面处还存在自旋无序^[23].由于界面中存在的晶格和自旋无序以及无序对双交换机制的破坏,导致界面处的化学势升高,成为相邻晶粒间的阻挡势垒.电子从晶粒 1 到晶粒 2 的运输机制为自旋相关隧穿机制,晶粒与晶界组成类似于隧道磁电阻(tunneling magnetoresistance)薄膜中的磁性隧道结.当外加电场增大时,削弱了晶粒间的阻挡势垒,电子隧穿概率增大,电阻减小,从而产生如上所述的 CER 效应.

4. 结 论

低负载电流、电场下,在 $Nd_{0.67}Sr_{0.33}MnO_y$ ($y < 3.00$) 多晶样品中观察到与 CMR 相似的可变电阻(CER)现象. CER 现象出现需具备两个条件:一是氧含量低于化学计量比,二是温度低于某一特征温度.对氧含量低于化学计量比的样品,在特征温度 T_b 以上和 T_b 以下表现出不同的电输运行为.当 $T > T_b$ 时,样品的 $I-V$ 曲线表现为线性欧姆特征;当 $T < T_b$ 时,样品的电阻在 T_{mi} 附近随电流的增大而迅速下降,产生显著的 ER 效应.对 $y = 2.85$ 的样品,当电流从 $1 \mu A$ 增加到 $30 \mu A$ 时,在金属-绝缘体相变点 T_{mi} 附近 CER 可达近 80%.

感谢中国科学院物理研究所饶光辉研究员在本文成文过程中的帮助.

- [1] Ziese M 2002 *Rep. Prog. Phys.* **65** 143
- [2] Imada M, Fujimori A, Tokura Y 1998 *Rev. Mod. Phys.* **70** 1059
- [3] Liu J M, Wang K F 2005 *Prog. Phys.* **25** 82 (in Chinese) [刘俊明、王克锋 2005 物理学进展 **25** 82]
- [4] Tan G T, Chen Z H, Zhang X Z 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 379 (in Chinese) [谈国太、陈正豪、章晓中 2005 物理学报 **54** 379]
- [5] Coey M 2005 *Nature Mater.* **4** 9
- [6] Feng J F, Zhao K, Huang Y H, Zhao J G, Han X F, Zhan W S, Wong H K 2005 *Chin. Phys.* **14** 1879
- [7] Wang S B, Zhang J C, Cao G X, Yu J, Jing C, Cao S X 2006 *Acta Phys. Sin.* **55** 367 (in Chinese) [王仕鹏、张金仓、曹桂新、俞坚、敬超、曹世勋 2006 物理学报 **55** 367]
- [8] Kou Z Q, Ma X, Di N L, Li Q A, Cheng Z H 2005 *Chin. Phys.* **14** 1896
- [9] Tokura Y, Tomioka Y 1999 *J. Magn. Magn. Mater.* **200** 1
- [10] Asamitsu A, Tomioka T, Kuwahara H, Tokura Y 1997 *Nature* **388** 50
- [11] Rao C N R, Raju A R, Ponnambalam V, Parashar S 2000 *Phys. Rev. B* **61** 594
- [12] Sun J Z 1999 *J. Magn. Magn. Mater.* **202** 157
- [13] Tsoi M, Jansen A G M, Bass J, Chiang W C, Seck M, Tsoi V, Wyder P 1998 *Phys. Rev. Lett.* **80** 4281
- [14] Markovich V, Rozenberg E, Yuzhelevski Y, Jung G, Gorodetsky G 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 3499
- [15] Ma Y Q, Song W H, Dai J M, Zhang R L, Yang J, Zhao B C, Sheng Z G, Lu W J, Du J J, Sun Y P 2004 *Phys. Rev. B* **70** 054413
- [16] Sun J R, Gao J, Kang L 2002 *Appl. Phys. Lett.* **81** 508
- [17] Gao J, Hu F X 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 92504
- [18] Gao J, Hu F X 2005 *J. Appl. Phys.* **97** 706

- [19] Zhao Y G , Wang Y H , Zhang G M , Zhang B , Zhang X P , Yang C X , Lang P L , Zhu M H , Guan P C 2005 *Appl. Phys. Lett.* **86** 122502
- [20] Zhang X P , Xie B T , Xiao Y S , Yang B , Lang P L , Zhao Y G 2005 *Appl. Phys. Lett.* **87** 72506
- [21] Yang C P , Morchshakov V , Huang Y L , Troyanchuk I O , Bäumer K 2003 *Physica B* **337** 287
- [22] Gross R , Alff L , Buchner B , Freitag B H , Hofener C , Klein J , Lu Y , Mader W , Philipp J B , Rao M S R , Reutler P , Ritter S , Thienhaus S , Uhlenbruck S , Wiedenhorst B 2000 *J. Magn. Mater.* **211** 150
- [23] Vertruyen B , Cloots R , Rulmont A , Dhalenne G , Ausloos M , Vanderbemden P 2001 *J. Appl. Phys.* **90** 5692
- [24] Philip J , Kuttly T R N 2002 *Mater. Chem. Phys.* **73** 220
- [25] Philip J , Kuttly T R N 2001 *Appl. Phys. Lett.* **79** 211
- [26] Levinson L M , Philipp H R 1975 *J. Appl. Phys.* **46** 1332
- [27] Abdelmoula N , Guidara K , Rouhou A C , Dhahri E , Joubert J C 2000 *J. Solid Chem.* **151** 140
- [28] Bäumer K 2005 *New Trends in the Characterization of CMR-Manganites and Related Materials* (Kerala : Research Signpost) p223

Spin-dependent electroresistance in $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y < 3.0$)^{*}

Yang Chang-Ping[†] Chen Shun-Sheng Dai Qi Guo Ding-He Wang Hao

(Key Laboratory of Piezoelectric Ceramics Materials and Apparatus of Hubei Province ,
Faculty of Physics and Electronic Technology , Hubei University , Wuhan 430062 , China)

(Received 14 November 2006 ; revised manuscript received 17 January 2007)

Abstract

Spin-dependent electroresistance (ER) was observed in polycrystalline $\text{Nd}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{MnO}_y$ ($y = 3.00 , 2.95 , 2.90 , 2.85 , 2.80$) samples , which were synthesized by solid-state reaction . For the sample with stoichiometry $y = 3.0$, the I - V characteristic shows ohmic linearity over the whole range of measuring temperature . For the samples with oxygen-deficiency , i. e. $y < 3.0$, I - V curve is linear when temperature is above a certain point , similar to the case of $y = 3.0$. However , the electric resistance strongly depends on load current , decreasing remarkably with increasing current load when temperature falls below the critical temperature . For the sample of $y = 2.85$, the ER ratio reaches 80% when the load current increases from 1 to 30 μA . The spin-dependent ER effect should be strongly related with the oxygen-deficiency and grain boundary effect .

Keywords : perovskite manganites , electroresistance effect , spin-dependent interface transport , oxygen-deficient

PACC : 7215G , 7340 , 7390 , 7225

* Project supported by the Outstanding Youth Foundation of Hubei Province , China (Grant No. 2006ABB032) .

† Corresponding author. E-mail : cpyang@hubu.edu.cn